

は更にCu:2%以下、Cr:0.3%以下、Mn:1.0%以下、Zr:0.3%以下、V:0.3%以下、Ti:0.03%以下、Zn:1.5%以下、Ag:0.2%以下のうちから1種以上を含有するアルミニウム合金で、金属間化合物の最大サイズが $5\mu\text{m}$ 以下、最大アスペクト比が5以下、且つ平均結晶粒径 $30\mu\text{m}$ 以下で、靱性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系合金板が提案されている。

特許文献1:特開昭62-207851号公報

特許文献2:特開平10-110232号公報

特許文献3:特開2001-262264号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0006] 自動車用ボディシートなどアウターパネルとして使用される合金板には、優れたヘム加工性及びベークハード性が要求される。そのため、曲げ性に優れ、かつ加熱により時効硬化するAl-Mg-Si系合金板が求められている。ところが、連続鋳造圧延によって製造された板は、ヘム加工性に劣り、しかも塗装後のベークハード性が十分ではないという欠点があった。

[0007] 本発明の課題は、室温放置による自然時効時に析出するG.P.ゾーンを抑制し、塗装・焼付け加熱時に速やかに強化相が析出して高い焼付け硬化が得られ、同時に曲げ性に富む、成形用Al-Mg-Si系合金板を、低コストで得ることである。

課題を解決するための手段

[0008] 双ベルト鋳造機によりAl-Mg-Si系合金の薄スラブを連続鋳造し、鋳造された薄スラブを直接巻き取り、これに適切な条件下で均質化処理を施し、冷間圧延後、必要に応じて連続焼鈍炉による溶体化処理等を組み合わせることにより、化合物を分断化して、ヘム加工性を向上させると同時に工程を大幅に短縮することができる。さらに均質化処理によってマイクロ偏析を減らし、しかも均質化処理後の冷却速度を速くすることによって、冷却中の Mg_2Si の析出を抑え、最終焼鈍後のベークハード性、ヘム加工性にも優れた自動車ボディシート用アルミニウム板を得ることができる。

[0009] 前記課題を解決するための本発明は、薄スラブを巻き取った後、均質化処理を施して、冷間圧延を行い、その後溶体化処理することを特徴とするアルミニウム合金板

の製造方法に関するものである。具体的には、請求項1に記載のように、Mg:0.30〜1.00wt%、Si:0.30〜1.20 wt%、Fe:0.05〜0.50 wt%、Mn:0.05〜0.50 wt%およびTi:0.005〜0.10 wt%を含有し、あるいは更にCu:0.05〜0.70 wt%、Zr:0.05〜0.40wt%の一種以上を含有し、残部Alおよび不可避免的不純物からなる合金溶湯を、双ベルト鋳造法によって、スラブ厚み1/4における冷却速度40〜150℃/sで、厚み5〜15mmのスラブに鋳造し、コイルを巻き取った後、均質化処理を施して500℃/hr以上の冷却速度で少なくとも250℃以下まで冷却した後、冷間圧延を行い、その後溶体化処理を行うことを特徴とするベークハード性およびヘム加工性に優れたアルミニウム合金板の製造方法である(請求項1に記載の発明)。

[0010] 上述の製造方法において、前記均質化処理は、バッチ炉により30℃/h以上の昇温速度で、520〜580℃まで昇温させ、その温度で2乃至24時間保持することが望ましい(請求項2に記載の発明)。

[0011] 前記溶体化処理は、連続焼鈍炉により10℃/s以上の昇温速度で530〜560℃まで加熱し、30秒以内保持することが望ましい(請求項3に記載の発明)。

[0012] さらに、上述の第3の請求項に記載の発明において、前記溶体化処理の後、10℃/s以上の速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260〜300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却してもよい(請求項4に記載の発明)。

[0013] あるいは、上述の第3の請求項に記載の発明において、前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で250℃以下に水冷し、その後、エアで1〜20℃/sの冷却速度で60〜100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施してもよい(請求項5に記載の発明)。

[0014] あるいは、上述の第3の請求項に記載の発明において、前記溶体化処理の後、10℃/s以上の速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260〜300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、1℃/s以上の冷却速度で60〜100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施してもよい(請求項6に記載の発明)。

発明の効果

[0015] 本発明に係るアルミニウム合金板の製造方法によれば、ベークハード性およびヘム

加工性に優れたアルミニウム合金板を得ることができる。また、当該製造方法は、工程が極めて短く、低コストでアルミニウム合金板を得ることができる。

発明を実施するための最良の形態

- [0016] 本発明は、Al-Mg-Si系合金の圧延板の製造方法に関するもので、双ベルト鋳造法により薄スラブを鋳造した後、直接コイルに巻き取り、これに均質化処理を施した後、冷間圧延して、更に溶体化処理することを特徴とする。
- [0017] 本発明においては、前述の組成からなる合金溶湯を、双ベルト鋳造法によって、スラブ厚み1/4における冷却速度40〜150℃/sで、厚み5〜15mmのスラブに鋳造し、コイルを巻き取った後、均質化処理を施して500℃/hr以上の冷却速度で少なくとも250℃以下まで冷却した後、冷間圧延を行い、その後溶体化処理を行う。
- [0018] 双ベルト鋳造法とは、上下に対峙し水冷されている回転ベルト間に溶湯を注湯し、ベルト面からの冷却で溶湯を凝固させて薄スラブを鋳造する方法である。本発明では双ベルト鋳造法で厚み5〜15mmのスラブを鋳造する。スラブ厚み15mmを超える場合には、薄スラブをコイルに巻き取ることが困難となり、スラブ厚みが5mm未満の場合には、生産性の低下を招くとともに薄スラブの鋳造が困難となるからである。
- [0019] 双ベルト鋳造法により厚み5〜15mmのスラブを鋳造することで、スラブ厚み1/4における冷却速度を40〜150℃/sとすることが可能になる。冷却速度は、スラブ厚み1/4におけるマイクロ組織観察から交線法によってDAS (Dendrite Arm Spacing) を測定して算出する。冷却速度が40℃/s未満の場合、スラブ中心部において凝固時に生じた鋳造組織が粗くなりヘム加工性の低下を招き、冷却速度が150℃/sを超える場合、Al-Fe-Si晶出物、Al-(Fe・Mn)-Si晶出物が1 μm以下のサイズとなって再結晶粒のサイズが30 μm以上と粗くなる。
- [0020] 薄スラブを巻き取った後に、このコイルを適切な条件下で均質化処理することにより、ヘム加工性に悪影響を与えるAl-Fe-Si晶出物、Al-(Fe・Mn)-Si晶出物を分断化し、ヘム加工性の改善をはかることができる。さらに、鋳造組織に残存する比較的微細なMg₂Si晶出物を完全にマトリックス中に固溶させた状態の薄スラブを得ることができ、冷間圧延工程後における溶体化処理の効果を向上させることができる。
- [0021] 均質化処理後の冷却を500℃/hr以上の速度で少なくとも250℃以下まで冷却する

こととした理由は、比較的粗大な Mg_2Si の析出を極力抑え、これら Mg 、 Si を過飽和にマトリックス中に固溶させるためである。

- [0022] 薄スラブを巻き取った後に、コイルをバッチ炉に挿入し、 $30^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上の昇温速度で、 $520\sim 580^\circ\text{C}$ まで昇温させ、その温度で2乃至24時間保持する均質化処理を施して、その後コイルをバッチ炉から取り出して $500^\circ\text{C}/\text{hr}$ 以上の冷却速度で室温まで強制空冷してもよい。当該冷却は、例えばコイルを巻き解しながら、ファンでおこなうことができる。
- [0023] 薄スラブ巻き後の均質化処理において、均質化処理温度までの昇温速度を $30^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上に限定した理由は、 $30^\circ\text{C}/\text{h}$ 未満の昇温速度の場合、所定の均質化処理温度に達するまでに16時間以上の時間を必要とするため、コスト高となるためである。
- [0024] 均質化処理温度を $520\sim 580^\circ\text{C}$ の範囲とした理由は、 520°C 未満の温度の場合、 Al-Fe-Si 晶出物、 $\text{Al-(Fe}\cdot\text{Mn)-Si}$ 晶出物の分断化が不十分で、鑄造時に晶出した Mg_2Si をマトリックス中に固溶させるのに十分ではなく、 580°C を超える温度の場合、低融点金属が融解してバーニングを起こしてしまうためである。
- [0025] また、均質化処理時間を2乃至24時間の範囲とした理由は、2時間未満の処理時間の場合、 Al-Fe-Si 晶出物、 $\text{Al-(Fe}\cdot\text{Mn)-Si}$ 晶出物の分断化が不十分で、鑄造時に晶出した Mg_2Si をマトリックス中に固溶させるのに十分ではなく、24時間を超える処理時間の場合、鑄造時に晶出した Mg_2Si がマトリックス中に十分に固溶され、 Mg 、 Si が飽和するため、コスト高となるためである。
- [0026] このコイルを更に冷間圧延して、溶体化処理することを特徴とする。この溶体化処理は、通常連続焼鈍炉(CAL)で実施するのが好ましい。
- [0027] 連続焼鈍炉(CAL)とは、コイルを連続的に溶体化処理等するための設備であり、熱処理を施すための誘導加熱装置や水冷するための水槽および空冷するためのエアノズル等を備えたことを特徴としている。
- [0028] 溶体化処理としては、連続焼鈍炉により $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の昇温速度で $530\sim 560^\circ\text{C}$ まで加熱し、30秒以内保持するのが好ましい。
- [0029] 溶体化処理において、溶体化処理温度までの昇温速度を $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した理由は、 $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の昇温速度の場合、コイルの送り速度が極端に遅くなりすぎて、

結果的に処理時間が長くなり、コスト高となるためである。

- [0030] 溶体化処理温度を530～560℃の範囲とした理由は、530℃未満の温度の場合、鑄造時或いは均質化処理後の冷却時に晶析出した Mg_2Si をマトリックス中に固溶させるのに十分ではなく、560℃を超える温度の場合、低融点金属が融解してバーニングを起こしてしまうためである。
- [0031] また、溶体化処理時間を30秒以内と限定した理由は、30秒を超える処理時間の場合、鑄造時或いは均質化処理後の冷却時に晶析出した Mg_2Si がマトリックス中に十分に固溶され、Mg、Siが飽和することに加え、コイルの送り速度が遅くなりすぎて、結果的に処理時間が長くなり、コスト高となるためである。
- [0032] 溶体化処理後は10℃/s以上の速度で室温まで冷却することを特徴とする。溶体化処理後の冷却速度を10℃/s以上とした理由は、冷却速度が10℃/s未満の場合、冷却工程中に結晶粒界にSiが析出してしまいヘム加工性を劣化させるためである。
- [0033] 薄スラブに前述の均質化処理を施した後、更に冷間圧延を行い、溶体化処理を施して10℃/s以上の速度で室温まで冷却し、コイルを室温に放置後、連続焼鈍炉により260～300℃で30秒以内保持後、10℃/sで室温まで冷却してもよい。
- [0034] この溶体化処理および復元処理は、通常連続焼鈍炉(CAL)で実施するのが好ましい。連続焼鈍炉(CAL)とは、コイルを連続的に溶体化処理等するための設備であり、熱処理を施すための誘導加熱装置や水冷するための水槽および空冷するためのエアノズル等を備えたことを特徴としている。この復元処理により、溶体化処理後の室温放置において自然時効析出するGPゾーンを再固溶することができ、塗装・焼付け加熱後に十分な強度を得ることが可能となった。
- [0035] また、塗装・焼付け加熱後に十分な強度を得るために、溶体化処理後室温放置した後、260～300℃において復元処理を行う。復元処理温度は260℃未満では、十分なベークハード性が得られず、300℃を超えると、ヘム加工性が劣化する。
- [0036] 復元処理温度に保持する時間を30秒以内と限定した理由は、30秒を超える処理時間の場合、溶体化処理後の室温放置において自然時効析出するGPゾーンを十分に再固溶することができることに加え、コイルの送り速度が遅くなりすぎて、結果的に処理時間が長くなり、コスト高となるためである。

- [0037] 薄スラブに前述の均質化処理を施した後、更に冷間圧延を行い、連続焼鈍炉により溶体化処理を施して10℃/s以上の冷却速度（第1次冷却速度）で250℃以下に水冷し、その後エアで1〜20℃/sの冷却速度（第2次冷却速度）で60〜100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却することもできる。
- [0038] この溶体化処理およびその後の冷却は、通常連続焼鈍炉（CAL）で実施するのが好ましい。この溶体化処理およびその後の冷却時に、 β'' 析出のための核をマトリックス中に均一に生成させる熱処理（予備時効）を行うことができ、塗装・焼付け加熱後に十分な強度を得ることができた。
- [0039] 薄スラブに均質化処理を施した後、更に冷間圧延を行い、10℃/s以上の速度で530〜560℃まで加熱し、30秒以内保持する溶体化処理を施した後、10℃/s以上の速度で室温まで冷却し、その後、260〜300℃の範囲で30秒以内保持する復元処理を施した後、1℃/s以上の冷却速度で60〜100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施すこともできる。
- [0040] この溶体化処理およびその後の冷却、復元処理およびその後の冷却は、通常連続焼鈍炉（CAL）で実施するのが好ましい。この製造方法では、溶体化処理後の室温放置において自然時効析出するGPゾーンを再固溶することができるばかりでなく、復元処理後の冷却時に、 β'' 析出のための核を生成させる熱処理（予備時効）を行うことができ、塗装・焼付け後の耐力を一層向上させることができる。
- [0041] 次に本発明の合金成分の意義および限定理由について説明する。必須元素であるMgは、溶体化処理後にはマトリックス中に固溶しており、塗装焼付け加熱時にSiと共に強化相として析出し強度を向上させる。その添加量をMg:0.30〜1.00wt%と限定したのは、0.30wt%未満ではその効果が小さく、1.00wt%を越えると溶体化処理後のヘム加工性が低下するためである。Mg含有量のさらに好ましい範囲は、0.30〜0.70wt%である。
- [0042] 必須元素であるSiは、塗装焼付け加熱時にMgと共に β'' と称される Mg_2Si の中間相またはそれに準ずる強化相として析出し強度を向上させる。その含有量をSi:0.30〜1.20wt%と限定したのは、0.30wt%未満ではその効果が小さく、1.20wt%を越えると溶体化処理後のヘム加工性が低下するためである。Si含有量のさらに好ましい範

囲は、0.60～1.20wt%である。

- [0043] 必須元素であるFeは、Si、Mnと共存させることにより、 casting時において5 μ m以下のサイズのAl-Fe-Si晶出物、Al-(Fe·Mn)-Si晶出物を数多く生成させ、再結晶の核が増えることによって、再結晶粒の微細化が図られ、成形性の優れた板となる。Fe含有量が0.05wt%未満の場合は、その効果が顕著でない。0.50wt%を超えると casting時に粗大なAl-Fe-Si晶出物、Al-(Fe·Mn)-Si晶出物が生成してヘム加工性が低下するばかりでなく、薄スラブにおけるSiの固溶量を減少させるため、最終板におけるベークハード性が低下する。したがって、Fe含有量の好ましい範囲は0.05～0.50wt%とする。Fe含有量の更に好ましい範囲は、0.05～0.30wt%である。
- [0044] 必須元素であるMnは、再結晶粒を微細化させる元素として添加される。再結晶粒のサイズを10～25 μ mと比較的小さく制御することによって、成形性の優れた板となる。Mn含有量が0.05wt%未満ではその効果が十分でなく、0.50wt%を超えるとスラブ casting時に粗大なAl-Mn晶出物、Al-(Fe·Mn)-Si晶出物が生成してヘム加工性が低下するばかりでなく、薄スラブにおけるSiの固溶量を減少させるため、最終板におけるベークハード性が低下する。したがって、Mn含有量の好ましい範囲は0.05～0.50wt%とする。Mn含有量の更に好ましい範囲は、0.05～0.30wt%である。
- [0045] 必須元素であるTiは0.10wt%以下ならば含有しても本発明の効果を阻害することではなく、薄スラブの結晶粒微細化剤として作用し、割れ等のスラブの casting欠陥を確実に防止することができる。Ti含有量が0.005wt%未満では、その効果が十分でなく、Ti含有量が0.10wt%を超える場合には、 casting時にTiAl₃等の粗大な金属間化合物が生成するため、ヘム加工性が著しく低下する。したがって、Ti含有量の好ましい範囲は0.005～0.10wt%とする。Ti含有量の更に好ましい範囲は、0.005～0.05wt%である。
- [0046] 任意元素であるCuは、時効硬化を促進し、ベークハード性を高める元素である。Cu含有量が0.05wt%未満の場合はその効果が小さく、0.70wt%を超えると予備時効処理後の板の耐力が高くなり、ヘム加工性が低下するばかりでなく、耐食性の低下が顕著になる。したがって、Cu含有量の好ましい範囲は0.05～0.70wt%とする。Cu含有量の更に好ましい範囲は、0.10～0.60wt%である。
- [0047] 任意元素であるZrは、再結晶粒を微細化させる元素として添加される。Zr含有量が

0.05wt%未満ではその効果が十分でなく、0.40wt%を超えるとスラブ鑄造時に粗大なAl-Zr晶出物が生成してヘム加工性が低下する。したがって、Zr含有量の好ましい範囲は0.05〜0.40wt%とする。Zr含有量の更に好ましい範囲は、0.05〜0.30wt%である。

[0048] 以上説明したように、本発明により、最終焼鈍後のベークハード性、ヘム加工性に優れた自動車ボディーシート用Al-Mg-Si系合金板を低コストで製造することが可能となった。従来法と同様に自然時効を抑制するための復元処理あるいは高温巻き取りが必要となるものの、その前段階までの面削、熱間圧延等の工程が大幅に簡略化されるため、トータルの製造コストは大幅に低減される。

[0049] 以下に、実施例に基づいて本発明の最良の形態について述べる。

実施例 1

[0050] 以下の実施例において、冷間圧延工程後の試料はコイルではなく全て切り板である。したがって、連続焼鈍炉(CAL)によるコイルの連続焼鈍工程をシミュレートするため、試料のソルトバス中での溶体化処理及び水焼入れ若しくは85℃温水焼入れを採用した。

[0051] 表1記載の組成の溶湯を脱ガス鎮静後、双ベルト鑄造法によって厚さ7mmのスラブを鑄造した。スラブ厚み1/4におけるマイクロ組織観察から、交差法によってDAS(Dendrite Arm Spacing)を測定して、冷却速度75℃/secを算出した。このスラブに所定の均質化処理を施して室温まで所定の冷却速度で冷却して、冷間圧延し、厚さ1mmの板とした。次いでこの冷延板にソルトバス中で溶体化処理を施し、1)85℃温水焼入れして、即時に、所定雰囲気温度のアニーラー中に挿入して所定の条件下で熱処理を施すか、又は2)水焼入れして、室温にて24時間放置後、所定の条件下で熱処理を施した。さらに、自動車塗装工程をシミュレートするために、熱処理後室温で一週間保持し、0.2%耐力を測定し、更に180℃×30分間のベーク処理を行ったものについても、0.2%耐力を測定した。

[0052] ベーク処理前後の耐力の差をベークハード性とし、80MPaを超えたものは、ベークハード性が優れると判断した。なお、ベーク処理前の板は、ヘム加工をシミュレートするために、5%予歪みを与えた後、r:0.5mmの治具でU字曲げ後、1mm厚みのスペ

一サを入れ、180° 曲げを行った。割れ無しのを○、割れたものを×とした。詳細な製板工程と評価結果を表2～6に示す。

[表1]

表1 合金組成 (wt%)							
合金番号	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Zr	Ti
A	0.5	0.7	0.2	0.2	-	-	0.02
B	0.5	0.8	0.2	0.2	-	-	0.02
C	0.6	0.8	0.2	0.2	-	-	0.02
D	0.5	1	0.2	0.2	0.5	-	0.02
E	0.5	0.8	0.2	0.2	-	0.15	0.02
F	0.4	1.2	0.2	0.2	0.1	-	0.02

[0053] 表2は均質化処理条件及び均質化処理後の冷却速度を変化させた場合の結果である。均質化処理後のスラブを板厚1mmまで冷間圧延して、この冷延板をソルトバスにより所定温度で15秒間保持の溶体化処理後、85℃温水焼入れして、即時に85℃雰囲気温度のアニーラー中に挿入して8時間の予備時効を行った。本発明の条件範囲に入るもの(1-7)は、優れたバークハード性およびヘム加工性を有する。均質化処理なしの場合、バークハード性とヘム加工性が共に劣る(8、10)。また、均質化処理後の冷却速度が遅い場合、バークハード性が劣る(9)。

[表2]

表2 均質化処理後の冷却速度とベークハード性・ヘム加工性

I.D.	合金 番号	鋳造方式/ スラブ厚 (mm)	均質化処理				冷延板 厚み	溶体化処 理温度	予備焼効	ベーク前後 の耐力 (MPa)	ベーク ハード性 (MPa)	ヘム 加工性	
			昇温速度 (°C/h)	保持温度 (°C)	保持時間 (h)	冷却速度 (°C/h)							
本発明	1	A	双ベルト7	30	560	5	1500	1 mm	550 °C	85°C×8h	100/192	92	○
	2	B	双ベルト7	50	560	6	1700	1 mm	550 °C	85°C×8h	110/210	100	○
	3	B	双ベルト7	50	550	5	500	1 mm	530 °C	85°C×8h	95/175	80	○
	4	C	双ベルト7	30	530	10	1000	1 mm	540 °C	85°C×8h	107/209	102	○
	5	D	双ベルト7	40	530	10	1000	1 mm	550 °C	85°C×8h	122/221	99	○
	6	E	双ベルト7	40	530	10	1000	1 mm	550 °C	85°C×8h	115/213	98	○
	7	F	双ベルト7	50	550	6	1000	1 mm	550 °C	85°C×8h	117/208	91	○
比較例	8	A	双ベルト7	なし				1 mm	550 °C	85°C×8h	110/158	48	×
	9	B	双ベルト7	50	560	6	250	1 mm	550 °C	85°C×8h	90/145	55	○
	10	B	双ベルト7	なし				1 mm	550 °C	85°C×8h	92/160	68	×

[0054] 表3は均質化処理の温度/時間を変化させた場合の結果である。均質化処理後のスラブを板厚1mmまで冷間圧延して、この冷延板をソルトバスにより所定温度で15秒

間保持の溶体化処理後、85℃温水焼入れして、即時に85℃雰囲気温度のアニーラー中に挿入して8時間の予備時効を行った。本発明の条件範囲に入るもの(11-14)は、優れたベークハード性およびヘム加工性を有する。均質化処理温度が低い場合(15)や保持時間が短い場合(16)は、ベークハード性とヘム加工性が共に劣る。

[表3]

表3 均質化処理温度/時間とベークハート性・ヘム加工性

	I.D.	合金 番号	製造方式/ スラブ厚 (mm)	均質化処理				冷延板 厚み	溶体化処 理温度	予備時効	ベーク前後 の耐力 (MPa)	ベーク ハート性 (MPa)	ヘム 加工性
				昇温速度 (°C/h)	保持温度 (°C)	保持時間 (h)	冷却速度 (°C/h)						
本発明	11	B	双ベルト/7	30	560	5	1500	1 mm	550 °C	85°C×8h	110/210	100	○
	12	B	双ベルト/7	50	560	6	1500	1 mm	550 °C	85°C×8h	111/213	103	○
	13	C	双ベルト/7	50	550	5	1500	1 mm	530 °C	85°C×8h	107/209	102	○
	14	C	双ベルト/7	30	530	10	1500	1 mm	540 °C	85°C×8h	112/215	103	○
比較例	15	B	双ベルト/7	50	500	6	1500	1 mm	550 °C	85°C×8h	95/165	70	×
	16	B	双ベルト/7	50	560	1	1500	1 mm	550 °C	85°C×8h	100/175	75	×

[0055] 表4は均質化処理条件および復元処理条件を変化させた場合の結果である。均質化処理後のスラブを板厚1mmまで冷間圧延して、この冷延板をソルトバスにより所定

温度で15秒間の溶体化処理後、水焼入れして、室温にて24時間放置した後、所定温度で15秒間保持して復元処理を行った。本発明の条件範囲に入るもの(17-20)は、優れたベークハード性およびヘム加工性を有する。復元処理温度(再加熱温度)が低い場合(21)、ベークハード性が劣る。復元処理温度(再加熱温度)が高過ぎると(22)、ヘム加工性が劣る。さらに、復元処理条件は発明範囲に入っても、均質化処理温度が低い(23)場合、あるいは保持時間が短い(24)場合、ヘム加工性が劣る。均質化処理後の冷却速度が遅い場合、ベークハード性が劣る(25)。

[表4]

表4 均質化処理方法/再加熱温度とベークハード性・ヘム加工性

I.D.	合金 番号	鑄造方式/ スラブ厚 (mm)	均質化処理				冷延板 厚み	溶体化処 理温度	予備焼効	ベーク前後 の耐力 (MPa)	ベーク ハード性 (MPa)	ヘム 加工性
			昇温速度 (°C/h)	保持温度 (°C)	保持時間 (h)	冷却速度 (°C/h)						
本発明	17	B	30	560	5	1600	1mm	550 °C	270	1102/10	100	O
	18	B	50	560	6	2000	1mm	550 °C	270	1112/13	103	O
	19	C	50	550	5	1000	1mm	530 °C	280	1072/09	102	O
	20	C	30	530	10	2500	1mm	540 °C	280	1122/15	103	O
比較例	21	B	50	560	6	1500	1mm	550 °C	240	95/170	75	O
	22	B	50	560	6	1500	1mm	550 °C	310	127/229	102	×
	23	B	50	500	6	500	1mm	550 °C	290	97/197	100	×
	24	B	50	560	1	1000	1mm	550 °C	280	90/160	70	×
	25	B	50	560	6	200	1mm	550 °C	290	95/145	50	O

[0056] 表5は均質化処理条件および溶体化処理後の冷却パターンを変化させた場合の結

果である。溶体化処理後の冷却速度を2段階に分けて、溶体化処理温度から中間温度までの冷却速度を第1冷却速度と定義し、中間温度からコイルアップ温度までの冷却速度を第2冷却速度と定義した。均質化処理後のスラブを板厚1mmまで冷間圧延して、この冷延板をソルトバスにより所定温度で15秒間保持の溶体化処理を施した後、第1冷却速度で中間温度まで冷却し、その後は第2冷却速度でコイルアップ温度まで冷却して、その後は室温まで5℃/hrで冷却した。

[0057] 本発明の条件範囲に入るもの(26-28)は、優れたバークハード性およびヘム加工性を有する。溶体化処理後の第1冷却速度が遅い場合(29)、第2冷却速度が遅い場合(31)、あるいは中間温度が高過ぎる場合(30)は、ヘム加工性が劣る。コイルアップ温度が低すぎると(32)、バークハード性が劣る。逆に、コイルアップ温度が高すぎると、ヘム加工性が劣化する(33)。さらに、均質化処理温度が低すぎると(34)、あるいは保持時間が短すぎると(35)、ヘム加工性が劣る。均質化処理後の冷却速度が遅すぎると、バークハード性が低下する(36)。

[表5]

表5 均質化処理方法・コイルアツプ温度とベークハード性・ヘム加工性

I.D.	合金番号	製造方式/ スラブ厚 (mm)	均質化処理				冷延板 厚み	溶体化 処理温度 (°C)	第1冷却温度 (°C/s)	中間温度 (°C)	第2冷却 温度 (°C/s)	コイルア ップ温度 (°C)	ベーク前 後のYS (MPa)	ベーク ハード 性 (MPa)	ヘム 加工性	
			昇温 速度 (°C/h)	保持 温度 (°C)	保持時 間 (h)	冷却速 度 (°C/h)										
本発明	26	B	双ベルト7	30	560	5	1500	1mm	550	100	200	20	85	1102/10	101	○
	27	B	双ベルト7	50	560	6	2000	1mm	550	100	200	20	70	105/207	102	○
	28	B	双ベルト7	50	550	5	1000	1mm	530	100	200	20	90	101/211	100	○
	29	B	双ベルト7	50	560	6	1500	1mm	550	5	200	20	80	106/201	95	×
比較例	30	B	双ベルト7	50	560	6	1500	1mm	550	100	300	20	80	101/197	96	×
	31	B	双ベルト7	50	560	6	1500	1mm	550	100	250	1	80	102/198	96	×
	32	B	双ベルト7	50	560	6	1500	1mm	550	100	200	20	50	112/165	53	○
	33	B	双ベルト7	50	560	6	2000	1mm	550	100	200	15	110	130/240	110	×
	34	B	双ベルト7	50	500	6	1000	1mm	550	100	200	20	85	97/197	100	×
	35	B	双ベルト7	50	560	1	1000	1mm	550	100	200	20	85	104/194	90	×
	36	B	双ベルト7	50	560	6	200	1mm	550	100	200	20	80	89/134	45	○

[0058] 表6は溶体化処理後の復元処理温度(再加熱温度)とコイルアップ温度を変化させた場合の結果である。均質化処理後のスラブを板厚1mmまで冷間圧延して、この冷延板をソルトバスにより所定温度で15秒間保持の溶体化処理を施した後、水焼入れして、室温で24時間放置後、所定温度(再加熱温度)で15秒間保持した後、10℃/sで所定のコイルアップ温度まで冷却し、さらに10℃/hrで室温まで冷却した。本発明の条件範囲に入るもの(37-40)は、優れたベークハード性およびヘム加工性を有する。復元処理温度(再加熱温度)が高すぎると、ヘム加工性が劣る(41)。復元処理温度(再加熱温度)が低すぎると、ベークハード性が低下する(42)。コイルアップ温度が低すぎると、ベークハード性が劣る(43)。コイルアップ温度が高すぎると、ヘム加工性が劣る(44)。

[表6]

表6 再加熱温度・コイルアップ温度とベークハード性・ヘム加工性

	ID.	合金 番号	溶体化 処理 温度(℃)	再加熱 温度(℃)	コイル アップ 温度(℃)	ベーク 前後の YS(MPa)	ベーク ハード性 (MPa)	ヘム 加工性
発明	37	B	550	270	85	121/231	110	○
	38	B	550	270	90	125/237	114	○
	39	B	530	290	70	117/228	111	○
	40	B	540	290	80	119/231	112	○
比較	41	B	550	320	85	124/234	110	×
	42	B	550	250	80	111/198	87	○
	43	B	550	260	40	110/185	75	○
	44	B	550	290	120	131/249	118	×

均質化処理:550℃×6h 均質化処理後の冷却速度:1000℃/h

産業上の利用可能性

[0059] 当該方法によれば、自動車部品、家電製品等の曲げ成形、プレス成形等に用いる成形用に好適なAl-Mg-Si系合金の圧延板を、従来技術に比べて廉価に製造することができる。

請求の範囲

- [1] Mg:0.30～1.00wt%、Si:0.30～1.20 wt%、Fe:0.05～0.50 wt%、Mn:0.05～0.50 wt%およびTi:0.005～0.10 wt%を含有し、あるいは更にCu:0.05～0.70 wt%、Zr:0.05～0.40wt%の一種以上を含有し、残部Alおよび不可避的不純物からなる合金溶湯を、双ベルト鋳造法によって、スラブ厚み1/4における冷却速度40～150℃/sで、厚み5～15mmのスラブに鋳造し、コイルを巻き取った後、均質化処理を施して500℃/hr以上の冷却速度で少なくとも250℃以下まで冷却した後、冷間圧延を行い、その後溶体化処理を行うことを特徴とするベークハード性およびヘム加工性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。
- [2] 前記均質化処理は、バッチ炉により30℃/h以上の昇温速度で、520～580℃まで昇温させ、その温度で2乃至24時間保持することを内容とする請求項1に記載の方法。
- [3] 前記溶体化処理は、連続焼鈍炉により10℃/s以上の昇温速度で530～560℃まで加熱し、30秒以内保持することを内容とするものである請求項1または2のいずれかに記載の方法。
- [4] 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260～300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却する請求項3に記載の方法。
- [5] 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で250℃以下に水冷し、その後、エアで1～20℃/sの冷却速度で60～100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施す請求項3に記載の方法。
- [6] 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260～300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、1℃/s以上の冷却速度で60～100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施す請求項3に記載の方法。

補正書の請求の範囲

[2005年6月2日(02.06.05)国際事務局受理：出願当初の請求の範囲1及び4-6は補正された；出願当初の請求の範囲2及び3は取り下げられた；新しい請求の範囲7が加えられた。]

- [1] (補正後) Mg:0.30~1.00wt%、Si:0.30~1.20 wt%、Fe:0.05~0.50 wt%、Mn:0.05~0.50 wt%およびTi:0.005~0.10 wt%を含有し、あるいは更にCu:0.05~0.70 wt%、Zr:0.05~0.40wt%の一種以上を含有し、残部Alおよび不可避免的不純物からなる合金溶湯を、双ベルト鑄造法によって、スラブ厚み1/4における冷却速度40~150℃/sで、厚み5~15mmのスラブに鑄造し、コイルを巻き取った後、コイルをバッチ炉に挿入し、30℃/h以上の昇温速度で、520~580℃まで昇温させ、その温度で2乃至24時間保持する均質化処理を施して500℃/hr以上の冷却速度で少なくとも250℃以下まで冷却した後、冷間圧延を行い、その後連続焼鈍炉により10℃/s以上の昇温速度で530~560℃まで加熱し、30秒以内保持する溶体化処理を行うことを特徴とするベークハード性およびヘム加工性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。
- [2] (削除)
- [3] (削除)
- [4] (補正後) 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260~300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却する請求項1に記載の方法。
- [5] (補正後) 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で250℃以下に水冷し、その後、エアで1~20℃/sの冷却速度で60~100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施す請求項1に記載の方法。
- [6] (補正後) 前記溶体化処理の後、10℃/s以上の冷却速度で室温まで冷却し、その後、連続焼鈍炉により260~300℃で30秒以内保持する復元処理を施し、1℃/s以上の冷却速度で60~100℃まで冷却し、コイルアップし、室温まで冷却する予備時効処理を施す請求項1に記載の方法。

- [7] (追加) 前記均質化処理の後、コイルをバッチ炉から取り出してコイルを巻き解しながら強制冷却する請求項 1 に記載の方法。